

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2004 年 6 月 17 日 (17.06.2004)

PCT

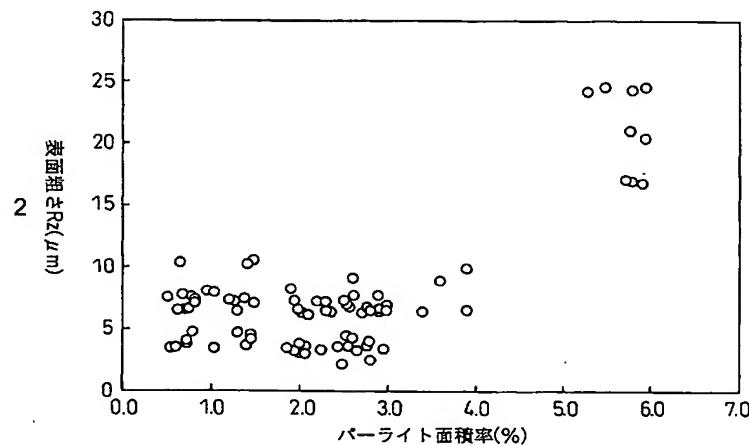
(10) 国際公開番号
WO 2004/050932 A1

- (51) 国際特許分類: C22C 38/00 特 願 2002-332707
2002 年 11 月 15 日 (15.11.2002) JP
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2003/014547 特 願 2003-374517 2003 年 11 月 4 日 (04.11.2003) JP
特 願 2003-374511 2003 年 11 月 4 日 (04.11.2003) JP
特 願 2003-374489 2003 年 11 月 4 日 (04.11.2003) JP
- (22) 国際出願日: 2003 年 11 月 14 日 (14.11.2003)
- (25) 国際出願の言語: 日本語 (71) 出 願 人 (米 国 を 除 く 全 て の 指 定 国 に つ い て): 新 日 本 製 鐵 株 式 会 社 (NIPPON STEEL CORPORATION)
[JP/JP]; 〒100-8071 東京 都 千 代 田 区 大 手 町 二 丁 目 6 番 3 号 Tokyo (JP).
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特 願 2002-332668 2002 年 11 月 15 日 (15.11.2002) JP (72) 発 明 者; お よ び
特 願 2002-332695 2002 年 11 月 15 日 (15.11.2002) JP (75) 発 明 者 / 出 願 人 (米 国 に つ い て の み): 橋 村 雅 之 (HASHIMURA, Masayuki) [JP/JP]; 〒050-0087 北 海 道 室 蘭 市 仲 町 1 2 番 地 新 日 本 製 鐵 株 式 会 社 室 蘭 製 鐵 所 内 Hokkaido (JP). 水 野 淳 (MIZUNO, Atsushi) [JP/JP]; 〒050-0087 北 海 道 室 蘭 市 仲 町 1 2 番 地 新 日 本 製 鐵 株 式 会 社 室 蘭 製 鐵 所 内 Hokkaido (JP). 内 藤 賢 一 郎 (NAITO, Kenichiro) [JP/JP]; 〒100-8071 東京 都 千 代 田 区 大 手 町 二 丁 目 6 番 3 号 新 日 本 製 鐵 株 式 会 社 内 Tokyo (JP). 萩 原 博 (HAGIWARA, Hiroshi)
- 特 願 2002-332665 2002 年 11 月 15 日 (15.11.2002) JP
特 願 2002-332658 2002 年 11 月 15 日 (15.11.2002) JP
特 願 2002-332669 2002 年 11 月 15 日 (15.11.2002) JP

[続葉有]

(54) Title: STEEL EXCELLENT IN MACHINABILITY AND METHOD FOR PRODUCTION THEREOF

(54) 発明の名称: 被削性に優れた鋼とその製造方法



1... AREA PERCENT OF PEARLITE
2... SURFACE ROUGHNESS Rz (μm)

(57) Abstract: A steel excellent in machinability, characterized in that it has a chemical composition, in mass %: C: 0.005 to 0.2 %, Si: 0.001 to 0.5 %, Mn: 0.2 to 3.0 %, P: 0.001 to 0.2 %, S: 0.03 to 1.0 %, B: 0.005 to 0.05, T.N: 0.002 to 0.02 %, T.O: 0.005 to 0.035 %, the balance: Fe and inevitable impurities, with the proviso that Mn/S in the steel is 1.2 to 2.8 and/or it has a microstructure wherein the area % of the pearlite having a grain size exceeding 1 μm is 5 % or less.

[続葉有]



[JP/JP]; 〒100-8071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号新日本製鐵株式会社内 Tokyo (JP). 磯部 浩一 (ISOBE, Kohichi) [JP/JP]; 〒050-0087 北海道室蘭市仲町12番地新日本製鐵株式会社室蘭製鐵所内 Hokkaido (JP). 平田 浩 (HIRATA, Hiroshi) [JP/JP]; 〒050-0087 北海道室蘭市仲町12番地新日本製鐵株式会社室蘭製鐵所内 Hokkaido (JP).

- (74) 代理人: 青木 篤, 外(AOKI, Atsushi et al.); 〒105-8423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号虎ノ門37森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(81) 指定国(国内): BR, CN, KR, US.

(84) 指定国(広域): ヨーロッパ特許(AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PT, RO, SE, SI, SK, TR).

添付公開書類:

— 国際調査報告書

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(57) 要約:

本発明は、質量%で、C : 0.005 ~ 0.2%、Si : 0.001 ~ 0.5%、Mn : 0.2 ~ 3.0%、P : 0.001 ~ 0.2%、S : 0.03 ~ 1.0%、B : 0.005 ~ 0.05%、T.N : 0.002 ~ 0.02%、T.O : 0.005 ~ 0.035%、残部 Fe 及び不可避免的不純物からなる鋼で、かつ鋼中の Mn / S を 1.2 ~ 2.8 に規制するか、または、鋼のミクロ組織において粒径 1 μm を超えるパーライトの面積率が 5% 以下のいずれか、または両方を満足することを特徴とする被削性に優れた鋼とその製造方法である。

明 細 書

被削性に優れる鋼とその製造方法

技術分野

本発明は、自動車や一般機械などに用いられる鋼とその製造方法に関するもので、特に切削時の工具寿命と切削表面粗さおよび切り屑処理性に優れた被削性に優れた鋼とその製造方法に関する。

背景技術

一般機械や自動車は多種の部品を組み合わせて製造されているが、その部品は要求精度と製造効率の観点から、多くの場合、切削工程を経て製造されている。その際、コスト低減と生産能率の向上が求められ、鋼にも被削性の向上が求められている。特に従来 S U M 2 3 や S U M 2 4 L は被削性を重要視して開発されてきた。これまで被削性を向上させるために S、P b などの被削性向上元素を添加するのが有効であることが知られている。しかし需要家によっては P b は環境負荷として使用を避ける場合もあり、その使用量を低減する方向にある。

これまでも P b を添加しない場合には S のように M n S のような切削環境下で軟質となる介在物を形成して被削性を向上させる手法が使われている。しかしいわゆる低炭鉛快削鋼 S U M 2 4 L には低炭硫黄快削鋼 S U M 2 3 と同量の S が添加されている。従って従来以上の S 量を添加する必要がある。しかし、多量の S 添加では M n S を単に粗大にするだけで、被削性向上に有効な M n S 分布にならないだけでなく、圧延、鍛造等において破壊起点になって圧延疵等の製造上の問題を多く引き起こす。さらに、S U M 2 3 をベースと

する硫黄快削鋼では構成刃先が付着しやすく、構成刃先の脱落および切り屑分離現象に伴う、切削表面に凹凸が生じ、表面粗さが劣化する。従って、被削性の観点からも表面粗さが劣化による精度低下が問題である。切り屑処理性においても、切り屑が短く分断しやすい方が良好とされているが、単なるS添加だけではマトリックスの延性が大きいため、十分に分断されず、大きく改善できなかった。

さらにS以外の元素、Te, Bi, P等も被削性向上元素として知られているが、ある程度被削性を向上させることができて、圧延や熱間鍛造時に割れを生じ易くなるため、極力少ない方が望ましいとされていることが、特開平9-71840号公報、特願2000-160284号公報、特開2000-219936号公報、特開2001-329335号公報に開示されている。

更に、特開平11-222646号公報には単独で $20\mu\text{m}$ 以上の硫化物、あるいは複数の硫化物が略直列状に連なった長さ $20\mu\text{m}$ 以上の硫化物群が圧延方向断面 1mm^2 の視野内に30個以上存在することによって切屑処理性を高める方法が提案されている。しかし、事実上被削性に最も有効であるサブ μm レベルの硫化物の分散については製造方法を含めて言及されておらず、またその成分系からも期待できない。

また、特開平11-293391号公報には、硫化物系介在物の平均サイズが $50\mu\text{m}^2$ 以下であり、かつ該硫化物系介在物が 1mm^2 当たり750個以上存在することによって切屑処理性を高める方法が提案されている。しかし、事実上被削性に最も有効であるサブ μm レベルの硫化物の分散については特開平11-222646号公報同様何ら言及されておらず、またそれを意識して作りこむ技術や調査する方法についても記述されていない。

一方、切削工具寿命については製造能率等に直接的に影響するた

め、注目されがちであるが、被削性の中でも技術的難易度の高いのは表面粗さであり、表面粗さについては、被削材の本質的な性質に影響されるため、表面粗さを従来鋼以上にすることは困難であった。この表面粗さは部品の性能に直結するため、表面粗さの劣化は部品性能の低下や製品製造時の不良率の増加の原因となり、工具寿命よりも重要視される場合が多い。この意味で従来の鉛快削鋼は優れており、単なる硫黄快削鋼に比べ、工具寿命のみならず、表面粗さが優れているために、部品性能の低下を防ぐために多用されてきた。

表面粗さを向上させるための鋼に関する技術では、一般にはPb, Biのような快削元素を添加することが多いが、それ以外では、例えば、特開平5-345951号公報にみられるようにMnS介在物の平均サイズが $50\mu\text{m}^2$ 以下に微細化させることで表面粗さを確保するもの、フェライトマトリックス中に、平均断面積： $5\sim 30\mu\text{m}^2$ の黒鉛を0.20～1.0%有することを特徴とする工具寿命と仕上げ面粗さの優れた黒鉛快削鋼などが見られる。しかし、これらの手法でも従来の鉛快削鋼以上の表面粗さを得ることは困難であり、いわゆる低炭鉛快削鋼SUM24Lが従来から表面粗さに優れている。その理由はこれらの規定での介在物の微細分散レベルは平均径で $3\mu\text{m}$ 程度の粒子を取り扱っているにすぎず、その均一分散が不十分であるため、構成刃先が生じ易くなり、従来の鉛快削鋼ほどには表面粗さが改善できないものと推定される。

発明の開示

本発明は、圧延や熱間鍛造における不具合を避けつつ工具寿命と表面粗さの両者を改善し、従来の低炭鉛快削鋼と同等以上の被削性を有し、表面粗さの良好な鋼とその製造方法を提供する。

切削は切り屑を分離する破壊現象であり、それを促進させることが一つのポイントとなる。特に良好な表面粗さを得るためには、マトリックスを脆化させることで破壊を容易にして工具寿命を延長するとともに、鋼中の不均一を極力抑制することで、ミクロ的にも安定した破壊現象を生じさせ、切削表面の凹凸を抑制した。具体的には鋼中パーライトの分布に着目し、鋼中Cを微細なパーライト（厳密にはセメンタイト）として均一分散させることで安定した破壊を生じさせることで、凹凸の少ない切削表面を創成させ、またそれを可能とするための製造方法を提供する。本発明の要旨は次のとおりである。

- (1) 質量%で、C : 0.005 ~ 0.2%、
Si : 0.001 ~ 0.5%、
Mn : 0.2 ~ 3.0%、
P : 0.001 ~ 0.2%、
S : 0.03 ~ 1.0%、
T.N : 0.002 ~ 0.02%、
T.O : 0.0005 ~ 0.035%、

残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼で、鋼中Mn/Sを1.2 ~ 2.8、または鋼のミクロ組織において粒径1 μm を超えるパーライトの面積率が5%以下のいずれか、または両方を満足し、さらに鋼の表面粗さRz : 11 μm 以下であることを特徴とする被削性に優れた鋼。

(2) 質量%で、C : 0.005% ~ 0.2%、Mn : 0.3 ~ 3.0%、S : 0.1 ~ 1.0%を含み、抽出レプリカにて採取した透過電子顕微鏡で観察するMnSに関し、鋼材の圧延方向と平行な断面において円相当径にて0.1 ~ 0.5 μm のものの存在密度が10,000個/ mm^2 以上にし、さらに鋼の切削表面粗さRz :

11 μm 以下となることを特徴とする被削性に優れた鋼。

(3) (1) または (2) 記載の鋼において、更に B : 0.0005 ~ 0.05 質量% を含有することを特徴とする被削性に優れた鋼。

(4) (1) 記載の鋼において、抽出レプリカにて採取した透過電子顕微鏡で観察する MnS に関し、鋼材の圧延方向と平行な断面において円相当径にて 0.1 ~ 0.5 μm の MnS の存在密度を 10,000 個/ mm^2 以上であることを特徴とする被削性に優れた鋼。

(5) (1) 記載の鋼において、更に S 量を 0.25 ~ 0.75 質量%、B 量を 0.002 ~ 0.014 質量% に規制し、かつ S と B 含有量が下記 1 式を満足する図 4 に示す A, B, C, D で囲まれる領域内にある S および B 量を含有し、かつ MnS 中に BN が析出した硫化物を含むことを特徴とする被削性に優れた鋼。

$$(B - 0.008)^2 / 0.006^2 + (S - 0.5)^2 / 0.25^2 \leq 1 \quad \dots 1 \text{ 式}$$

(6) (1) または (2) に記載の鋼が、更に、質量%で、

V : 0.05 ~ 1.0 %、

Nb : 0.005 ~ 0.2 %、

Cr : 0.01 ~ 2.0 %、

Mo : 0.05 ~ 1.0 %、

W : 0.05 ~ 1.0 %、

Ni : 0.05 ~ 2.0 %、

Cu : 0.01 ~ 2.0 %、

Sn : 0.005 ~ 2.0 %、

Zn : 0.0005 ~ 0.5 %、

Ti : 0.0005 ~ 0.1 %、

Ca : 0.0002 ~ 0.005 %、

Zr : 0.0005 ~ 0.1 %、
Mg : 0.0003 ~ 0.005 %、
Te : 0.0003 ~ 0.05 %、
Bi : 0.005 ~ 0.5 %、
Pb : 0.01 ~ 0.5 %、
Al : ≤ 0.015 %、

の1種または2種以上を含有することを特徴とする被削性に優れた鋼。

(7) (1) ~ (3) のいずれかの項に記載の鋼の製造方法であって、(1) 記載の鋼成分を有する溶鋼を铸造後10 ~ 100℃/分の冷却速度で冷却し、熱間圧延後の冷却をA₃点から550℃までの範囲を0.5℃/秒以上の冷却速度で冷却することを特徴とする被削性に優れた鋼の製造方法。

(8) (4) または (5) 記載の鋼の製造方法であって、(2) 記載の鋼成分を有する溶鋼を铸造後10 ~ 100℃/分の冷却速度で冷却後、熱間圧延の仕上げ温度を1,000℃以上に規制し、熱間圧延後の冷却をA₃点から550℃までの範囲を0.5℃/秒以上の冷却速度で冷却することを特徴とする被削性に優れた鋼の製造方法。

(9) (1) ~ (6) の何れかの項に記載の鋼の製造方法であって、熱間圧延後の冷却に引き続き、更に硬度調整のための加熱温度を750℃以下に規制することを特徴とする被削性に優れた鋼の製造方法。

(10) (7) ~ (9) の何れかの項に記載の鋼の製造方法であって、前記鋼が、更に、質量%で、

V : 0.05 ~ 1.0 %、
Nb : 0.005 ~ 0.2 %、

Cr : 0.01 ~ 2.0 %、
Mo : 0.05 ~ 1.0 %、
W : 0.05 ~ 1.0 %、
Ni : 0.05 ~ 2.0 %、
Cu : 0.01 ~ 2.0 %、
Sn : 0.005 ~ 2.0 %、
Zn : 0.0005 ~ 0.5 %、
Ti : 0.0005 ~ 0.1 %、
Ca : 0.0002 ~ 0.005 %、
Zr : 0.0005 ~ 0.1 %、
Mg : 0.0003 ~ 0.005 %、
Te : 0.0003 ~ 0.05 %、
Bi : 0.005 ~ 0.5 %、
Pb : 0.01 ~ 0.5 %、
Al : ≤ 0.015 %、

の1種または2種以上を含有することを特徴とする被削性に優れた鋼。

図面の簡単な説明

図1は、本発明による鋼のフェライト・パーライト組織を示す顕微鏡写真である。

図2 (a) は本発明によるMnSの微細分散状態を示す顕微鏡写真であり、図2 (b) は従来鋼における粗大MnSの存在状態を示す顕微鏡写真である。

図3は、パーライト面積率と表面粗さの関係を示す図である。

図4は、本発明による鋼のS量とB量との最適範囲を示す図である。

図 5 は、本発明による Mn S を主成分とし B N を複合析出した硫化物の形態を示す TEM レプリカ写真である。

図 6 は、B N の E D X 分析結果を示す図である。

図 7 は、プランジ切削方法を示す図である。

発明を実施するための最良の形態

本発明は、鉛を添加することなく、十分な被削性、特に良好な表面粗さを得るためにマトリックスを脆化させるとともに、工具／被削材の接触面の潤滑を良好にするため、B を多量に添加することを特徴としている。さらに S 量も比較的多量に添加し、それらを微細分散させるため Mn と S の添加量の比率を精密に制御する。また、鋼のミクロ組織に関しても、従来の炭素鋼で見られるパーライトを制御した。すなわち化学成分では C 添加量を抑制し、粗大なパーライトの析出を抑制し、あるいは C を多く含む場合には熱処理により粗大なパーライト粒の生成を抑制する、すなわち自然放冷でよく見られるパーライトバンドを抑制した被削性に優れた鋼である。

次に、本発明で規定する鋼成分の限定理由について説明する。

C は、鋼材の基本強度と鋼中の酸素量に関係するので被削性に大きな影響を及ぼす。C を多く添加して強度を高めると被削性を低下させるのでその上限を 0.2% とした。一方、被削性を低下させる硬質酸化物生成を防止しつつ、凝固過程でのピンホール等の高温での固溶酸素の弊害を抑制するため、酸素量を適量に制御する必要がある。単純に吹錬によって C 量を低減させすぎるとコストがかさむだけでなく、鋼中酸素量が多量に残留してピンホール等の不具合の原因となる。従ってピンホール等の不具合を容易に防止できる C 量 0.005% を下限とした。C 量の好ましい下限は 0.05% である。

S i の過度な添加は硬質酸化物を生じて被削性を低下させるが、適度な添加は酸化物を軟質化させ、被削性を低下させない。その上限は 0.5 % であり、それ以上では硬質酸化物を生じる。0.001 % 以下では酸化物の軟質化が困難になるとともに工業的にはコストがかかる。

M n は、鋼中硫黄を M n S として固定・分散させるために必要である。また鋼中酸化物を軟質化させ、酸化物を無害化させるために必要である。その効果は添加する S 量にも依存するが、0.2 % 以下では添加 S を M n S として十分に固定できず、S が F e S となり脆くなる。M n 量が大きくなると素地の硬さが大きくなり被削性や冷間加工性が低下するので、3.0 % を上限とした。

P は、鋼中において素地の硬さが大きくなり、冷間加工性だけでなく、熱間加工性や鑄造特性が低下するので、その上限を 0.2 % にしなければならない。一方、被削性向上に効果がある元素で下限値を 0.001 % とした。

S は、M n と結合して M n S 介在物として存在する。M n S は被削性を向上させるが、伸延した M n S は鍛造時の異方性を生じる原因の一つである。大きな M n S は避けるべきであるが、被削性向上の観点からは多量の添加が好ましい。従って M n S を微細分散させることが好ましい。P b を添加しない場合の従来の硫黄快削鋼以上の被削性の向上には 0.03 % 以上の添加が必要である。一方、1 % を越えると粗大 M n S の生成が避けられないだけでなく、F e S 等による鑄造特性、熱間変性特性の劣化から製造中に割れを生じるので、これを上限とした。

B は、B N として析出すると被削性向上に効果がある。これらの効果は 0.0005 % 以下では顕著でなく、0.05 % を超えて添加してもその効果が飽和し、B N が多く析出しすぎるとかえって鑄

造特性、熱間変性特性の劣化から製造中に割れを生じる。そこで0.0005超～0.05%を範囲とした。

本発明においては、特に上述したS量とB量を極く限られた図4に示す楕円内のA, B, C, Dで囲まれる領域、すなわち、次の(1)式

$$(B - 0.008)^2 / 0.006^2 + (S - 0.5)^2 / 0.25^2 \leq 1 \quad \cdots (1) \text{式}$$
の領域に限定することにより最良の特性を得られる。

N (total - N) は、固溶Nの場合、鋼を硬化させる。特に切削においては動的ひずみ時効によって刃先近傍で硬化し、工具の寿命を低下させるが、切削表面粗さを改善する効果もある。また、Bと結びついてBNを生成して被削性を向上させる。0.002%以下では固溶窒素による表面粗さ向上効果やBNによる被削性改善効果が認められないので、これを下限とした。また0.02%を越えると固溶窒素が多量に存在するためかえって工具寿命を低下させる。また鑄造途中に気泡を生成し、疵などの原因となる。従って本発明ではそれらの弊害が顕著になる0.02%を上限とした。

O (total - O) は、フリーで存在する場合には冷却時に気泡となり、ピンホールの原因となる。また、酸化物を軟質化し、被削性に有害な硬質酸化物を抑制するためにも制御が必要である。さらに、MnSの微細分散させる際にも析出核として酸化物を利用する。0.0005%未満では十分にMnSを微細分散させることができず、粗大なMnSを生じ、機械的性質にも悪影響を及ぼすので0.0005%を下限とした。さらに酸素量0.035%を越えると鑄造中に気泡となりピンホールとなるため、その上限を0.035%以下とした。

次にパーライト面積率を5%以下とする理由を説明する。一般に炭素を含む鋼を変態点以上の温度から冷却すると、フェライト・パ

ーライト組織となる。本発明の対象となるC量の比較的少ない鋼の場合、変態点（ A_3 点）以上の温度から空冷後、切り出してその内部を鏡面研磨してナイタールでエッチングすると、図1のようなミクロ組織を観察することができる。黒い粒がパーライトと呼ばれるフェライトとセメンタイトの複合組織であるが、通常、このようにナイタールによって黒く見える粒は白くみえるフェライト粒よりも硬質であり、鋼の変形／破断挙動において局部的にフェライト粒とは異なる挙動を示す。このことは切削において切りくずの破断挙動において、均一変形／破断を阻害するため、構成刃先の生成に大きく関与し、さらには切削面の表面粗さを劣化させる。従って、Cに起因する組織的不均一を極力排除することが重要である。そこでナイタールでエッチングされる黒い粒をパーライト粒とみなし、このパーライト粒が多すぎると組織不均一を引き起こし、表面粗さ劣化の原因になるのでその面積率を5%以下に、また、表面粗さ R_z : $11\mu\text{m}$ 以下に制限した。図3にパーライト面積率と表面粗さの関係を示した。

ここで測定方法の詳細に関して述べる。圧延または鍛造後の鋼の長手方向断面（L断面）に切断、樹脂埋め込みサンプルを鏡面研磨し、ナイタールエッチングした。ナイタールにて黒色にエッチングされた物の内、灰色のMnSを除いた粒径（円相当径） $1\mu\text{m}$ 以上の粒を画像処理装置で解析し、その面積率を求めた。面積率測定の画像処理時に、黒色に見えるパーライトに合わせた“しきい値”設定で画像濃淡を合わせ、グレーに見える介在物（MnS等）を画面上から消すことで、パーライトのみを測定対象とした。この時の認識最小パーライトは約 $1\mu\text{m}$ であるが、 $1\mu\text{m}$ 未満のパーライトは被削性に影響を及ぼさないので、認識されなくても影響はない。

本発明での、測定視野は、1視野 0.2mm^2 （ $0.4\text{mm}\times 0.5$

mm) を 400 倍以上の倍率で 20 視野測定し、計 4 mm² の面積について、パーライト面積率を算出した。

Mn / S に関してはすでに熱間延性に大きく影響し、通常、Mn / S > 3 でなければ製造性を大きく低下させることが知られている。その原因は Fe S の生成であるが、本発明においては、低 C、かつ高 S の領域ではその比率をさらに Mn / S : 1.2 ~ 2.8 まで低下させることができることを見出した。Mn / S : 1.2 以下では Fe S が多く生成し、熱間延性を極端に低下させ、製造性を大きく低下させる。

図 2 に Mn / S ≤ 2.8 と Mn / S > 2.8 の場合の微細な Mn S をレプリカ法を用い、透過型電子顕微鏡にて観察した例を示す。Mn / S > 2.8 の場合には図 2 (b) に示すような粗大な Mn S のみとなり、表面粗さを小さくすることができない。一方、Mn / S : 1.2 ~ 2.8 と規制した場合には図 2 (a) に示すような微細な Mn S の生成が得られる。

この微細な Mn S は連続 casting やインゴットによる casting 後、900 °C 以上の加熱を繰り返すことにより、個数を増加させることができる。

次に、Mn S の形態とそのサイズおよび分布において、円相当径にて 0.1 ~ 0.5 μm の存在密度が 10,000 個 / mm² 以上と規定する理由について説明する。

Mn S は被削性を向上させる介在物であり、微細に高密度で分散させることで著しく向上する。その効果を発揮するには、円相当径で 0.1 ~ 0.5 μm の Mn S の存在密度が 10,000 個 / mm² 以上とする必要がある。通常 Mn S 硫化物分布は光学顕微鏡にて観察し、その寸法、密度を測定する。当該寸法の Mn S 硫化物は光学顕微鏡での観察では確認することが不可能なものであり、透過型電

子顕微鏡（TEM）によりはじめて観察できる。光学顕微鏡観察での寸法、密度に差は無くてもTEM観察では明確な差が認められる寸法のMnSを主成分とする硫化物であり、本発明ではこれを制御し、存在形態を数値化することにより従来技術との差別化を図るものである。

上述した寸法を超えたMnSを10,000個/mm²以上の密度で存在させるには本発明の範囲を超えた多量のSの添加を必要とするが、多量添加すると粗大MnSも多数存在する確率が高くなり、鍛造時の異方性の原因となる。本発明に規定する範囲のS添加量でMnSがこの寸法を超えると、MnSの量が不足し被削性向上に必要な密度を維持できなくなる。また、最小径0.1μm以下のものは実質上被削性には影響を及ぼさない。従って、円相当径にて0.1～0.5μmのMnSの存在密度が10,000個/mm²以上存在することが必要である。このMnSの寸法、密度を得るためには、冷却速度の制御の他、含有するMnとSの比を1.5～2.5にするとより効果的である。

更に、本発明においては、上述したMnSにおいて図5に示すように、その内の10質量%以上の窒化ホウ素（BN）が複合析出した硫化物の形態を有することが重要である。

BNは通常結晶粒界に析出しやすく、マトリックスに均一に分散させることが難しい。そのため被削性向上に必要なマトリックスの均一脆化をさせることができず、BNの効果を十分に発揮できない。マトリックスに均一分散させるには、BNの析出サイトとなり、かつ被削性向上にも有効であるMnSをマトリックスに均一に分散させることが必要である。BNとMnSを複合析出させることで、BNの均一分散が図られ被削性は大幅に向上する。そのためには少なくとも10%以上のBNがMnSと複合析出している必要がある

。

ここでいうBNとは、図5にTEMレプリカ写真で示し、図6のEDX分析でBとNのピークが明瞭に認められるBとNの化合物を指す。

なお、MnSとは、純粋なMnSのみならず、MnSを主体に含み、Fe, Ca, Ti, Zr, Mg, REM等の硫化物がMnSと固溶したり結合して共存している介在物や、MnTeのようにS以外の元素がMnと化合物を形成してMnSと固溶・結合して共存している介在物や、酸化物を核として析出した上記介在物が含まれるものであり、化学式では、 $(Mn, X)(S, Y)$ （ここで、X：Mn以外の硫化物形成元素、Y：S以外でMnと結合する元素）として表記できるMn硫化物系介在物を総称して言うものである。

次に、本発明においては、上述した成分に加え、V, Nb, Cr, Mo, W, Ni, Sn, Zn, Ti, Ca, Zr, Mg, Te, Bi, Pbの1種または2種以上を必要に応じて添加することができる。

Vは、炭窒化物を形成し、二次析出硬化により鋼を強化することができる。0.05%以下では高強度化に効果はなく、1.0%を超えて添加すると多くの炭窒化物を析出し、かえって機械的性質を損なうので、これを上限とした。

Nbも炭窒化物を形成し、二次析出硬化により鋼を強化することができる。0.005%以下では高強度化に効果はなく、0.2%を超えて添加すると多くの炭窒化物を析出し、かえって機械的性質を損なうので、これを上限とした。

Crは、焼入れ性向上、焼戻し軟化抵抗付与元素である。そのため高強度化が必要な鋼には添加される。その場合、0.01%以上の添加を必要とする。しかし多量に添加するとCr炭化物を生成し

脆化させるため、2.0%を上限とした。

Moは、焼戻し軟化抵抗を付与するとともに、焼入れ性を向上させる元素である。0.05%未満ではその効果が認められず、1.0%を超えて添加してもその効果が飽和しているので、0.05%～1.0%を添加範囲とした。

Wは、炭化物を形成し、二次析出硬化により鋼を強化することができる。0.05%以下では高強度化に効果はなく、1.0%を超えて添加すると多くの炭化物が析出し、かえって機械的性質を損うのでこれを上限とした。

Niは、フェライトを強化し、延性を延性向上させるとともに焼入れ性向上、耐食性向上にも有効である。0.05%未満ではその効果は認められず、2.0%を超えて添加しても、機械的性質の点では効果が飽和するので、これを上限とした。

Cuはフェライトを強化し、焼入れ性向上、耐食性向上にも有効である。0.01%未満で、その効果は認められず、2.0%を超えて添加しても、機械的性質の点では効果が飽和するので、これを上限とした。特に熱間延性を低下させ、圧延時の疵の原因となりやすいので、Niと同時に添加することが好ましい。

Snはフェライトを脆化させ、工具寿命を延ばすとともに、表面粗さ向上に効果がある。0.005%未満ではその効果は認められず、2.0%を超えて添加しても、機械的性質の点では効果が飽和するので、これを上限とした。

Znはフェライトを脆化させ、工具寿命を延ばすとともに、表面粗さ向上に効果がある。0.0005%未満ではその効果は認められず、0.5%を超えて添加しても、機械的性質の点では効果が飽和するので、これを上限とした。

Tiも炭窒化物を形成し、鋼を強化する。また脱酸元素でもあり

、軟質酸化物を形成させることで被削性を向上させることが可能である。0.0005%以下ではその効果が認められず、0.1%を超えて添加してもその効果が飽和する。またTiは高温でも窒化物となりオーステナイト粒の成長を抑制する。そこで上限を0.1%とした。尚、TiはNと化合してTiNを形成するが、TiNは硬質物質で被削性を低下させる。また被削性向上に有効なBNを造るのに必要なN量を低減させる。そのためTi添加量は0.010%以下が好ましい。

Caは、脱酸元素であり、軟質酸化物を生成し、被削性を向上させるだけでなく、MnSに固溶してその変形能を低下させ、圧延や熱間鍛造してもMnS形状の伸延を抑制する働きがある。したがって異方性の低減に有効な元素である。0.0002%未満ではその効果は顕著ではなく、0.005%以上添加しても歩留まりが極端に悪くなるばかりでなく、硬質のCaOを大量に生成し、かえって被削性を低下させる。従って添加範囲を0.0002~0.005%と規定した。

Zrは、脱酸元素であり、酸化物を生成する。酸化物はMnSの析出核になりMnSの微細均一分散に効果がある。またMnSに固溶してその変形能を低下させ、圧延や熱間鍛造してもMnS形状の伸延を抑制する働きがある。したがって異方性の低減に有効な元素である。0.0005%未満ではその効果は顕著ではなく、0.1%以上添加しても歩留まりが極端に悪くなるばかりでなく、硬質のZrO₂やZrSなどを大量に生成し、かえって被削性を低下させる。従って添加範囲を0.0005~0.1%と規定した。なお、MnSの微細分散を図る場合には、ZrとCaとの複合添加が好ましい。

Mgは、脱酸元素であり、酸化物を生成する。酸化物はMnSの

析出核になりMnSの微細均一分散に効果があり、異方性の低減に有効な元素である。0.0003%未満ではその効果は顕著ではなく、0.005%以上添加しても歩留まりが極端に悪くなるばかりで効果は飽和する。従って添加範囲を0.0003~0.005%と規定した。

Teは、被削性向上元素である。またMnTeを生成したり、MnSと共存することでMnSの変形能を低下させてMnS形状の伸延を抑制する働きがある。したがって異方性の低減に有効な元素である。この効果は0.0003%未満では認められず、0.05%を超えると効果が飽和する。

BiおよびPbは、被削性向上に効果のある元素である。その効果は0.005%以下では認められず、0.5%を超えて添加しても被削性向上効果が飽和するだけでなく、熱間鍛造特性が低下して、疵の原因となりやすい。

Alは、脱酸元素で鋼中では Al_2O_3 やAlNを形成する。しかし、 Al_2O_3 は硬質なので切削時に工具損傷の原因となり、摩耗を促進させる。そこで Al_2O_3 を多量に生成しない0.015%以下に制限した。特に工具寿命を優先させる場合には0.005%以下が好ましい。

また、本発明においては、被削性よりも寧ろ焼入れにおけるトラブル回避を優先させる場合には、被削性の許容される範囲内でB量を低減させ、例えば、本発明で規定する成分組成において、B:0.0005~0.005%とし、かつS量も0.5~1.0質量%として被削性の優れた鋼とすることもできる。これは、Bが大量に存在した場合には固溶Bが残留し、焼入性が大きくなり、浸炭焼入等の熱処理によって硬化層が深くなり過ぎ、部品性能に歪みを大きくしたり、硬化部を脆くすることで焼割れ等の種々のトラブルを防

止することができる。更に、本発明においては、冷間鍛造や伸線など快削鋼に見られる切削以外の加工方法において、MnSが破壊の起点となり易く、割れを生じたりすることで機械的性質を低下させることもあるため、快削鋼としての最低限の被削性を確保すべくS量を0.03～0.5質量%に抑制することで冷間鍛造や高周波表面層割れを抑制することも可能である。

次に、上述したようなMnS、BNを微細分散させるための鋼の製造方法について説明する。

MnSを主成分としBNを複合析出した硫化物の微細分散は被削性向上に有効である。この硫化物を微細に分散させるにはMnSを主成分としBNを複合析出した硫化物の晶析出を制御する必要がある。その制御には casting 時の冷却速度範囲を規定する必要がある。冷却速度が10℃/min以下では凝固が遅すぎて晶出したMnSを主成分としBNを複合析出した硫化物が粗大化してしまい、微細分散できなくなる。冷却速度が100℃/min以上では生成する微細硫化物の密度は飽和し、鋼片の硬度が上昇し割れの発生する危険が増す。この冷却速度を得るには casting 断面の大きさ、 casting 速度、 casting 速度等を適正な値に制御することで容易に得られる。これは連続 casting 法、造塊法共に適用可能である。

ここでいう冷却速度とは、 casting 厚み方向Q部における液相線温度から固相線温度までの冷却時の速度のことをいう。冷却速度は凝固後の casting 厚み方向凝固組織の2次デンドライトアームの間隔から下記式により計算で求める。

$$R_c = \left(\frac{\lambda_2}{770} \right)^{\frac{1}{0.41}} \quad \text{ここで、} R_c : \text{冷却速度 (} ^\circ\text{C/min) 、} \lambda_2 : \text{2次デンドライトアームの間隔 (} \mu\text{m)}$$

つまり冷却条件により2次デンドライトアーム間隔が変化するの

で、これを測定することにより制御した冷却速度を確認できる。

BNは1000℃以上でオーステナイト中に固溶する。1000℃以下の温度では casting から粗圧延過程で析出したBNが粒界に残留しており、MnSを主成分としBNを複合析出した硫化物として複合析出できない。熱間圧延時の仕上げ（最終）圧延工程で1000℃以上の温度で圧延することで一度固溶したBNがMnS硫化物を析出核として複合析出しやすくなる。1000℃以下で最終圧延を行うと、BNとMnSを主成分とする硫化物の複合析出は起こりにくくなる。

次に、本発明において、パーライト面積率を5%以下のマイクロ組織を得るための製造方法について説明する。

切削表面粗さに工具への構成刃先の生成挙動が大きく影響する。本来、力学的には切削工具直上が最も材料にとって過酷な環境であり、材料の破壊／分離が生じ易いと考えられるので、構成刃先の付着はないはずであるが、実際には工具／被削材間の強力な凝着と被削材の組織不均一のために構成刃先が生じる。そこで材料のマイクロ組織の均質性を極力増すことが重要と考えた。その結果、本発明者はこれまで殆ど関係がないと考えられていたパーライト分布がマイクロ組織の均質性に大きく関係することを見出した。

ここで、パーライトとは鏡面研磨面にナイタールエッチングを施して黒く見える組織を指す。パーライトとは厳密にはフェライトと板状セメンタイトが交互に並んで構成された群を指すが、光学顕微鏡では恰かも一つの結晶粒のように見える。さらに、図1に示すように、通常の圧延・放冷による製造ではこのパーライト粒がバンド状に並んで析出する（以後これをパーライトバンドと記す）。このパーライトはマトリックスの単相フェライトとは機械的性質が異なるため、刃先近傍での変形破断を不均一化し、さらには構成刃先の

成長を助長すると考えられる。

そこで、鋼成分または熱履歴を調整することで、粒径 $1\ \mu\text{m}$ 以上のパーライト粒に関して、測定視野 4mm^2 の観察視野におけるパーライト面積率を抑制して良好な表面粗さを得られる臨界領域を調査したところ、表面粗さの劣化を抑制するには粒径 $1\ \mu\text{m}$ 以上のパーライト粒の占める面積率が 5 % 以下であることが判明した。図 2 にパーライト面積率と表面粗さの関係を示した。

図 1 に示すように、本発明による快削鋼はこの黒く見える組織が極端に少ないことが分かる。本発明においては厳密には焼戻しマルテンサイトまたは焼戻しベイナイト組織となり、炭化物はパーライト（換言すれば板状セメンタイトとフェライトによる縞状組織）ではなく、セメンタイト粒の形態をとっている可能性も否定できない。しかし、ここではそのような鉄系炭化物を総称してパーライトと記すことにする。

次に本発明による快削鋼の製造方法について説明する。

[熱履歴焼入れ： A_3 点以上の温度から 550°C 以下まで $0.5^\circ\text{C}/\text{s}$]

本発明においては、熱延後の熱履歴として、熱延後 A_3 点以上の温度から 550°C 以下までを $0.5^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の冷却速度で冷却することが重要である。

従来、いわゆる低炭快削鋼に対して急冷することは行われていなかった。低炭快削鋼は C 量が少ないため、焼入しても硬度変化が少ない。従って従来の「焼入れ焼戻し」による強度／靱性に影響も無く、快削鋼には必要ないと言う固定観念に囚われていたためと考えられる。しかし切削の本質に立ち返って考えて材質の均質性を追求した場合、 A_3 点から急冷することで鋼中 C の移動を凍結し、空冷時の変態で生じる粗大なセメンタイトさらにはパーライトの生成を

抑制できればよい。この場合、焼入れによる硬化が目的ではないため、たとえばマルテンサイト構造を有する焼入れ組織にならなくとも、鋼中Cの移動を凍結し、粗大なセメンタイトまたはパーライトの生成を阻止できれば良い。そのためには図3に示すようにA₃点から550℃以下まで0.5℃/sec以上の速度で冷却する必要がある。焼入れ性向上元素の少ない場合などでは、1℃/s以上の冷却速度が好ましい。冷却後の温度が550℃を超えていたり、冷却速度が0.5℃/secよりも遅い場合は粗大なパーライトを生じる。一般にはバンド状に析出しパーライトバンドと呼ばれることも多い。当然、合金元素がステンレス鋼のように多量に添加されていると、冷却速度が0.5℃/secより遅くともパーライトバンドは生じないが、ここでは一般の快削鋼を想定しているため、0.5℃/secと規定した。

次に、本発明においては、上述した急冷処理に引続き、750℃以下の温度で保定する熱処理を施すことにより、更に快削鋼の組織を均質化することができる。

実製造工程ではさらに製品の安定性を増すためにはC量が少ないとはいえ、鋼中の硬度ばらつきを小さくする方が好ましい。そのため、再度高温で保持することで、材質ばらつきを減少させることができる。まず粗大パーライトを抑制するためにはA₃点以上の温度から粗大パーライトを生じなくなる550℃以下まで急冷温することが重要である。その上で、さらに図4に示すように再度、所定の温度T₂℃に保定することで、需要家要求を満たす硬度に調整し、硬度ばらつきも減少させることができる。750℃以下の温度まで加熱および補定することで、需要家の要求を満たす硬度になるよう調整する。

保定温度T₂℃に関して、この保定温度と保定時間は需要家の要

求を満たす硬度になるよう決定すべきである。ただし、保定温度 T_2 °C が 750 °C を超えるとオーステナイトへの変態が始まるので、再度の冷却時の冷却速度が遅いとパーライトバンドを生じてしまう。したがって保定温度 T_2 °C は 750 °C 以下とした。さらに後工程で伸線等の二次加工を加えられることも多いため、それら後工程の取り扱いに適する硬度になるよう温度 T_2 °C を調整することが好ましい。その保定時間に関しては工業生産的には 3 分以下でほとんど保定なしの場合にくらべて、硬度等が変化しないので、これ以上とするのが好ましい。

なお工業生産上は圧延や鍛造寸法などにより、鋼内部でも温度の不均一を生じるため、粗大パーライト防止のための急冷後の 550 °C 以下の温度 T_1 °C での保定時間も考慮すべきである。急冷後の 550 °C 以下の温度 T_1 °C では好ましくは 5 分以上保定することで、素材寸法や偏析帯に関係なく、均一なフェライト変態を促進できる。このようにすれば、その後、保定温度 T_2 °C (≤ 750 °C) まで温度を上げて粗大パーライトやパーライトバンドを生じることはない。逆に、圧延や鍛造後の寸法が大きな場合には 550 °C 以下の保持時間が、1 分より短いと内部の変態が終了していないため、その後 550 °C 以上の温度で保持した場合には粗大パーライトやパーライトバンドが生成する。

実施例

(実施例 1)

本発明の効果を実施例によって説明する。表 1、表 2 (表 1 のつづき 1)、表 3 (表 1 のつづき 2)、表 4 (表 1 のつづき 3)、表 5 (表 1 のつづき 4)、表 6 (表 1 のつづき 5) に示す供試材のうち、No. 13 は 270 t 転炉で、その他は 2 t 真空溶解炉で溶製

後、ピレットに分解圧延、さらに $\phi 60\text{ mm}$ に圧延した。

表の熱処理の項において、焼準と記された実施例は 920°C で 10 min 以上保持し、空冷したものである。QTと記された発明例は 920°C から圧延ライン後端の水槽に投入性急冷後、焼鈍にて 700°C で 1 時間 以上保持した。これによりパーライト面積率を調整した。発明例でもC量が低いものは焼準でもパーライト面積率を低減することができる。

表1～表6の実施例1～81に示す材料の被削性評価はドリル穿孔試験で表7に切削条件を示す。累積穴深さ 1000 mm まで切削可能な最高の切削速度（いわゆる $VL1000$ 、単位は m/min ）で被削性を評価した。

さらに切削における表面品質を示す切削表面粗さを評価した。その切削条件を表8に、その評価方法（以後、プランジ切削試験と記す）の概要を図7（a）、図7（b）に示す。プランジ切削試験では工具は短時間切削を繰り返す。一回の切削で工具は被削材長手方向に動かず、回転している被削材中心に向かって動くため、短時間の切削後、工具は引き抜かれるが、その形状は基本的には工具は刃先形状が被削材表面に転写される。構造刃先の付着や工具の磨耗損傷によりこの転写された切削面の表面粗さは影響を受ける。この表面粗さを表面粗さ計で測定した。 10 点 表面粗さ R_z （ $\mu\text{ m}$ ）を表面粗さを示す指標とした。

発明例1～75はいずれも比較例76～81に対してドリル工具寿命に優れるとともに、プランジ切削における表面粗さが良好であった。これはBによってフェライトが局部的に脆化され、表面創成がスムーズに行われたために良好な表面粗さを得られたと考えられる。

これらの表面粗さの改善効果はSが 0.5% 超の場合に顕著であ

るが、S量がそれより少ない場合でも切りくず処理性に効果が見られた。

さらにMnとSの比率が従来鋼によく見られる3程度でも効果が認められるが、Mn/Sを小さくすると、より工具寿命が向上するとともに、表面粗さも向上する。この原因はB多量添加の環境下では微細なMnSがフェライト中にも微細分散し、潤滑効果と脆化効果の両面に有効に機能するためと考えられる。ただし実施例80のようにMn/Sが小さすぎるとFeSが生成するため、圧延割れを生じる。本発明に関する評価では実施例70は圧延割れのため、被削性等の評価が全くできなかったので、表中にはその評価結果を表記しなかった。

C量を若干変更した場合（表1～表6、実施例37～75）でもBを大量に添加すること、さらに、パーライト面積率を制御することで良好な工具寿命と切削表面粗さを得ることができた。

なお、切り屑処理性に関しては切り屑のカール時の曲率が小さいもの、あるいは分断されているものが好ましい。そこで切り屑が20mmを超えた曲率半径で3巻き以上連続してカールして長く延びた切り屑を不良とした。巻数が多くとも曲率半径が小さいもの、あるいは曲率半径が大きくとも切り屑長さが100mmに達しなかったものは良好とした。

表 1

実施	区分	化 学 成 分													mass%				
		C	Si	Mn	P	S	B	total-N	total-O	V	Nb	Cr	Mo	W	Ni	Cu	Sn	Zn	
1	発明例	0.023	0.004	1.69	0.072	0.52	0.0080	0.0079	0.0187										
2	発明例	0.011	0.015	2.05	0.077	0.72	0.0067	0.0061	0.0174										
3	発明例	0.055	0.008	1.64	0.078	0.55	0.0094	0.0096	0.0202										
4	発明例	0.058	0.013	2.36	0.077	0.75	0.0098	0.0102	0.0152										
5	発明例	0.101	0.009	1.62	0.080	0.52	0.0062	0.0055	0.0153										
6	発明例	0.090	0.009	2.14	0.088	0.75	0.0110	0.0117	0.0206										
7	発明例	0.118	0.005	1.71	0.076	0.53	0.0050	0.0040	0.0164										
8	発明例	0.117	0.007	2.10	0.079	0.73	0.0109	0.0116	0.0175										
9	発明例	0.167	0.004	1.70	0.083	0.55	0.0089	0.0090	0.0200										
10	発明例	0.174	0.007	2.19	0.072	0.75	0.0116	0.0126	0.0200										
11	発明例	0.065	0.009	1.66	0.089	0.52	0.0129	0.0142	0.0166										
12	発明例	0.055	0.004	1.70	0.074	0.58	0.0130	0.0143	0.0171										
13	発明例	0.057	0.012	1.75	0.078	0.57	0.0133	0.0147	0.0169										
14	発明例	0.058	0.013	1.84	0.084	0.59	0.0127	0.0139	0.0056										
15	発明例	0.057	0.004	1.76	0.078	0.56	0.0052	0.0042	0.0157	0.11									
16	発明例	0.053	0.004	1.70	0.078	0.60	0.0094	0.0096	0.0155		0.032								
17	発明例	0.055	0.013	1.72	0.083	0.55	0.0131	0.0146	0.0207		0.34								
18	発明例	0.050	0.014	1.91	0.078	0.58	0.0105	0.0111	0.0174			0.21							
19	発明例	0.055	0.010	1.68	0.089	0.56	0.0051	0.0042	0.0196										
20	発明例	0.057	0.013	1.49	0.082	0.51	0.0128	0.0141	0.0182						0.48	0.21			
21	発明例	0.057	0.010	1.77	0.072	0.58	0.0053	0.0043	0.0164								0.36		
22	発明例	0.050	0.005	1.75	0.087	0.54	0.0069	0.0064	0.0153									0.0040	
23	発明例	0.054	0.012	1.57	0.080	0.53	0.0099	0.0104	0.0079										
24	発明例	0.050	0.009	1.81	0.089	0.55	0.0075	0.0073	0.0052										
25	発明例	0.050	0.014	1.80	0.079	0.58	0.0081	0.0079	0.0185										
26	発明例	0.057	0.014	1.72	0.081	0.53	0.0083	0.0083	0.0208										
27	発明例	0.051	0.014	1.76	0.078	0.60	0.0112	0.0119	0.0170										
28	発明例	0.055	0.003	1.67	0.090	0.55	0.0101	0.0107	0.0191										
29	発明例	0.050	0.003	1.83	0.089	0.56	0.0078	0.0077	0.0210										
30	発明例	0.057	0.013	1.70	0.073	0.59	0.0080	0.0079	0.0059										
31	発明例	0.022	0.010	0.98	0.079	0.54	0.0097	0.0101	0.0190										
32	発明例	0.020	0.007	1.63	0.074	0.76	0.0123	0.0134	0.0168										
33	発明例	0.059	0.007	1.43	0.089	0.59	0.0125	0.0137	0.0184										
34	発明例	0.052	0.003	1.64	0.085	0.73	0.0063	0.0057	0.0207										
35	発明例	0.099	0.015	1.24	0.074	0.52	0.0131	0.0145	0.0190										

表 2 (表 1 のつづき 1)

		化 学 成 分 (mass%)										熱処理	ハ-レート 面積率(%)	VL1000 m/min	表面粗さ Rz(μm)	切り屑 処理性
実施	区分	Ti	Ca	Zr	Mg	Te	Bi	Pb	Al	Mn/S						
1	発明例								0.0011	3.26	焼準	1.5	147	10.5	○	
2	発明例								0.0013	2.84	焼準	0.6	155	10.4	○	
3	発明例								0.0023	2.98	QT	1.9	144	7.3	○	
4	発明例								0.0018	3.13	QT	0.7	157	6.6	○	
5	発明例								0.0013	3.13	QT	0.7	142	7.8	○	
6	発明例								0.0021	2.83	QT	2.0	152	6.2	○	
7	発明例								0.0019	3.24	QT	2.0	147	6.6	○	
8	発明例								0.0020	2.88	QT	1.4	157	7.4	○	
9	発明例								0.0017	3.11	QT	2.6	141	6.8	○	
10	発明例								0.0013	2.91	QT	0.6	145	6.5	○	
11	発明例								0.0020	3.19	焼準	5.5	130	10.8	○	
12	発明例								0.0017	2.92	QT	2.3	131	6.4	○	
13	発明例								0.0026	3.08	QT	2.7	126	6.3	○	
14	発明例								0.0024	3.14	QT	0.8	145	7.5	○	
15	発明例								0.0025	3.13	QT	2.6	146	7.7	○	
16	発明例								0.0023	2.84	QT	0.7	144	6.6	○	
17	発明例								0.0012	3.14	QT	2.8	147	6.8	○	
18	発明例								0.0025	3.29	QT	0.5	145	7.5	○	
19	発明例								0.0025	3.01	QT	1.5	147	7.0	○	
20	発明例								0.0023	2.89	QT	2.5	145	7.0	○	
21	発明例								0.0016	3.03	QT	3.0	146	6.9	○	
22	発明例								0.0011	3.24	QT	0.8	143	7.2	○	
23	発明例	0.026							0.0030	2.96	QT	1.0	143	8.0	○	
24	発明例		0.0037						0.0028	3.26	QT	1.3	145	7.2	○	
25	発明例			0.0037					0.0021	3.09	QT	3.0	144	6.9	○	
26	発明例				0.0025				0.0027	3.25	QT	2.9	146	7.7	○	
27	発明例					0.0030			0.0022	2.94	QT	1.0	144	7.9	○	
28	発明例						0.16		0.0012	3.02	QT	1.2	170	7.3	○	
29	発明例							0.283	0.0018	3.29	QT	1.3	170	6.4	○	
30	発明例								0.0153	2.88	QT	0.8	128	7.1	○	
31	発明例								0.0019	1.82	焼準	1.4	154	10.2	○	
32	発明例								0.0030	2.16	焼準	1.4	165	11.7	○	
33	発明例								0.0013	2.42	QT	2.0	156	3.9	○	
34	発明例								0.0020	2.25	QT	1.4	167	4.5	○	
35	発明例								0.0027	2.39	QT	0.7	153	4.1	○	

表3 (表1のつづき2)

実施	区分	化 学 成 分															mass%	
		C	Si	Mn	P	S	B	total-N	total-O	V	Nb	Cr	Mo	W	Ni	Cu		Sn
36	発明例	0.091	0.006	1.54	0.079	0.77	0.0057	0.0050	0.0168									
37	発明例	0.115	0.013	1.34	0.072	0.56	0.0102	0.0107	0.0194									
38	発明例	0.118	0.011	1.61	0.083	0.76	0.0090	0.0091	0.0197									
39	発明例	0.167	0.007	1.36	0.089	0.57	0.0052	0.0042	0.0166									
40	発明例	0.171	0.006	1.42	0.089	0.71	0.0097	0.0100	0.0191									
41	発明例	0.064	0.007	1.15	0.086	0.59	0.0121	0.0132	0.0208									
42	発明例	0.053	0.003	1.00	0.074	0.53	0.0104	0.0110	0.0172									
43	発明例	0.052	0.014	1.13	0.077	0.58	0.0095	0.0098	0.0160									
44	発明例	0.056	0.014	1.04	0.089	0.54	0.0082	0.0081	0.0109									
45	発明例	0.053	0.013	1.06	0.077	0.59	0.0065	0.0059	0.0172	0.10								
46	発明例	0.050	0.007	1.14	0.088	0.57	0.0115	0.0124	0.0181		0.038							
47	発明例	0.053	0.009	1.26	0.082	0.53	0.0094	0.0097	0.0185			0.67						
48	発明例	0.058	0.006	1.13	0.076	0.54	0.0056	0.0047	0.0173				0.22					
49	発明例	0.059	0.002	1.20	0.090	0.60	0.0090	0.0091	0.0192						0.48			
50	発明例	0.057	0.005	1.31	0.082	0.56	0.0055	0.0046	0.0171							0.12		
51	発明例	0.053	0.002	1.15	0.070	0.57	0.0076	0.0072	0.0186								0.24	
52	発明例	0.051	0.011	1.25	0.079	0.55	0.0085	0.0085	0.0157									0.0027
53	発明例	0.055	0.014	1.26	0.074	0.60	0.0109	0.0116	0.0058									
54	発明例	0.057	0.003	0.99	0.073	0.52	0.0070	0.0066	0.0103									
55	発明例	0.051	0.011	1.09	0.087	0.51	0.0129	0.0142	0.0175									
56	発明例	0.050	0.003	1.07	0.082	0.59	0.0063	0.0057	0.0187									
57	発明例	0.055	0.010	1.17	0.075	0.53	0.0063	0.0057	0.0165									
58	発明例	0.055	0.004	1.27	0.072	0.53	0.0126	0.0138	0.0189									
59	発明例	0.059	0.010	1.12	0.080	0.56	0.0123	0.0134	0.0173									
60	発明例	0.052	0.011	1.03	0.087	0.53	0.0113	0.0121	0.0087									
61	発明例	0.056	0.008	1.46	0.079	0.54	0.0087	0.0100	0.0049									
62	発明例	0.051	0.009	1.65	0.077	0.56	0.0089	0.0099	0.0045									
63	発明例	0.056	0.006	1.45	0.082	0.54	0.0098	0.0099	0.0020									
64	発明例	0.061	0.007	1.40	0.081	0.57	0.0089	0.0091	0.0123									
65	発明例	0.071	0.011	1.10	0.002	0.55	0.0087	0.0095	0.0110									
66	発明例	0.060	0.010	1.20	0.078	0.60	0.0103	0.0124	0.0112									
67	発明例	0.060	0.009	1.06	0.077	0.53	0.0110	0.0121	0.0100									
68	発明例	0.060	0.009	1.08	0.076	0.54	0.0092	0.0112	0.0101									
69	発明例	0.070	0.008	1.40	0.086	0.56	0.0088	0.0095	0.0157									
70	発明例	0.061	0.010	1.53	0.077	0.61	0.0104	0.0124	0.0058									
71	発明例	0.060	0.006	1.35	0.077	0.54	0.0110	0.0122	0.0189									

表 4 (表 1 のつづき 3)

実施	区分	化 学 成 分 (mass%)							熱処理	ハーフカット 面積率 (%)	VL1000 m/min	表面粗さ Rz(μm)	切り屑 処理性
		Ti	Ca	Zr	Mg	Te	Bi	Pb	Al	Mn/S			
36	発明例								0.0028	2.01	168	3.5	○
37	発明例								0.0018	2.39	154	3.4	○
38	発明例								0.0014	2.11	170	3.7	○
39	発明例								0.0024	2.39	156	3.5	○
40	発明例								0.0027	2.00	168	3.9	○
41	発明例								0.0014	1.95	135	3.9	○
42	発明例								0.0023	1.90	131	3.6	○
43	発明例								0.0029	1.95	133	3.1	○
44	発明例								0.0016	1.92	155	3.4	○
45	発明例								0.0015	1.82	156	3.7	○
46	発明例								0.0026	2.00	155	3.3	○
47	発明例								0.0012	2.39	156	3.7	○
48	発明例								0.0026	2.09	155	3.6	○
49	発明例								0.0012	2.00	154	4.1	○
50	発明例								0.0030	2.31	156	4.2	○
51	発明例								0.0019	2.02	155	3.3	○
52	発明例								0.0029	2.27	153	4.8	○
53	発明例	0.036							0.0016	2.12	156	4.7	○
54	発明例		0.0033						0.0017	1.89	156	4.5	○
55	発明例			0.0035					0.0024	2.14	154	3.0	○
56	発明例				0.0020				0.0013	1.82	154	4.3	○
57	発明例					0.0061			0.0022	2.21	154	3.6	○
58	発明例						0.16		0.0017	2.37	182	2.6	○
59	発明例							0.266	0.0031	2.02	189	2.2	○
60	発明例								0.0208	1.96	136	3.5	○
61	発明例	0.005							0.0010	2.70	146	6.5	○
62	発明例			0.0009					0.0021	2.95	145	6.4	○
63	発明例		0.0022	0.0025					0.0010	2.68	145	6.6	○
64	発明例		0.0018	0.0012					0.0011	2.45	139	6.5	○
65	発明例								0.0016	2.00	172	7.3	○
66	発明例			0.0030					0.0015	2.00	134	6.5	○
67	発明例								0.0012	2.00	131	8.9	○
68	発明例		0.0025	0.0015					0.0019	2.00	130	6.1	○
69	発明例								0.0016	2.50	135	9.9	○
70	発明例								0.0017	2.51	133	7.2	○
71	発明例			0.0025					0.0010	2.50	132	6.5	○

表 5 (表 1 のつづき 4)

実施	区分	化 学 成 分																
		C	Si	Mn	P	S	B	total-N	total-O	V	Nb	Cr	Mo	W	Ni	Cu	Sn	Zn
72	発明例	0.059	0.009	1.38	0.075	0.55	0.0092	0.0132	0.0173									
73	発明例	0.069	0.009	1.62	0.076	0.54	0.0089	0.0095	0.0160									
74	発明例	0.062	0.006	1.80	0.090	0.60	0.0100	0.0106	0.0181									
75	発明例	0.058	0.002	1.65	0.079	0.55	0.0110	0.0122	0.0173									
76	比較例	0.045	0.007	1.00	0.084	0.35	0.0076	0.0074	0.0183									
77	比較例	0.050	0.005	1.79	0.074	0.59	0.0067	0.0062	0.0180									
78	比較例	0.049	0.008	0.96	0.077	0.34	0.0129	0.0141	0.0205									
79	比較例	0.055	0.009	1.78	0.080	0.59	—	0.0123	0.0151									
80	比較例	0.047	0.011	0.48	0.085	0.53	0.0089	0.0090	0.0167									
81	比較例	0.048	0.008	0.93	0.089	0.53	—	0.0139	0.0151									

表 6 (表 1 のつづき 5)

実施 72 73 74 75 76 77 78 79 80 81	区分	化 学 成 分 (mass%)								熱処理	ハーフ 面積率 (%)	VL1000 m/min	表面粗さ Rz(μm)	切り屑 処理性
		Ti	Ca	Zr	Mg	Te	Bi	Pb	Al	Mn/S				
	発明例								0.0016	2.51	QT	132	7.2	○
	発明例		0.0016	0.0010					0.0006	3.00	QT	134	9.1	○
	発明例								0.0010	3.00	QT	130	8.2	○
	発明例		0.0022	0.0017					0.0009	2.00	QT	130	6.4	○
	比較例								0.0012	2.90	焼準	97	17.0	×
	比較例								0.0013	3.05	焼準	119	21.1	○
	比較例								0.0017	2.83	焼準	100	24.4	○
	比較例								0.0011	3.03	焼準	119	24.2	○
	比較例								0.0013	0.90	—	—	—	—
	比較例								0.0027	2.81	焼準	117	24.6	×

表 7

切削条件		ドリル	その他
切削速度	10～200m/min	φ 5 mm	穴深さ 15mm
送り	0.33mm/rev	NACHI通常 ドリル	工具寿命 折損まで
水溶性切削油		突き出し量 60mm	

表 8 プランジ切削条件

切削条件		工 具	その他
切削速度	80m/min	SKH57相当	突き出し
送り	0.05mm/rev	すくい角 20°	評価タイミング 200 サイクル
不水溶性切削油		逃げ角 6°	

(実施例 2)

表 9、表 10（表 9 のつづき 1）、表 11（表 9 のつづき 2）、表 12（表 9 のつづき 3）、表 13（表 9 のつづき 4）、表 14（表 9 のつづき 5）に示す供試材は一部は 270 t 転炉で溶製後、冷却速度が 10～100℃/min になるように鋳造した。ピレットに分解圧延、さらに φ 50 mm に圧延した。他は 2 t 真空溶解炉にて溶製し、φ 50 mm に圧延した。このとき、鋳型断面寸法を変えることにより鋳片の冷却速度を調整した。材料の被削性は表 7 に条件を示すドリル穿孔試験と表 8 に条件を示すプランジ切削によって評価した。ドリル穿孔試験は累積穴深さ 1000 mm まで切削可能な最高の切削速度（いわゆる VL 1000、単位：m/min）で被削性を評価する方法である。プランジ切削は突切工具によって工具形状を転写して表面粗さを評価する方法である。その実験方法の概要を図 7

(a)、図7(b)に示す。実験では200溝加工した場合の表面粗さを表面粗さ計で測定した。10点表面粗さ R_z (単位： μm)を表面粗さを示す指標とした。

円相当径にて0.1～0.5 μm の寸法のMnSを主成分とする硫化物密度の測定は、 $\phi 50mm$ 圧延後の圧延方向と平行な断面のQ部より抽出レプリカ法にて採取して過型電子顕微鏡にて行った。測定は10000倍で1視野80 μm^2 を40視野以上行い、それを1平方ミリメートル当たりのMnSを主成分とする硫化物数に換算して算出した。表10、表12および表14の(1)式計算値で1以下のものは本発明を満たしている開発鋼である。

図2(a)、図2(b)に示すように、光学顕微鏡レベルでは確認できないサイズのMnSが、TEMレプリカの観察により発明例と比較例では寸法、密度に明確な差が見られる。

なお、表10、表12、表14の切削抵抗および切り屑処理性とは次のとおりである。切削抵抗は旋盤のターレットに圧電素子型工具動力計(キスラー社製)を装着、その上に工具を通常の切削と同様の位置になるようにセットして、プランジ切削して測定した。これにより工具に負荷される主分力と背分力をそれぞれ電圧信号として測定することができる。切削速度、送り速度等の切削条件は切削表面粗さを評価したものと同様である。

切り屑処理性に関しては切り屑のカール時の曲率が小さいもの、あるいは分断されているものが好ましい。そこで切り屑が20mmを超えた曲率半径で3巻き以上連続してカールして長く延びた切り屑を不良とした。巻数が多くとも曲率半径が小さいもの、あるいは曲率半径が大きくとも切り屑長さが100mmに達しなかったものは良好とした。

被削性では、発明例はいずれも比較例に対してドリル工具寿命に

優れるとともに、プランジ切削における表面粗さが良好であった。特に表面粗さについては微細MnSとBNの複合析出の効果により非常に優れた値を得ることができた。

表 9

区 分	化 学 成 分 (質量%)													
	C	Si	Mn	P	S	Total-N	Total-O	B	V	Nb	Cr	Mo	W	Ni
	Cu	Su	Zn	Ti	Ca									
1	0.051	0.012	0.83	0.076	0.56	0.0140	0.0202	0.0070						
2	0.031	0.003	0.76	0.084	0.52	0.0124	0.0153	0.0066						
3	0.021	0.005	1.05	0.079	0.54	0.0044	0.0177	0.0061						
4	0.052	0.010	0.91	0.075	0.47	0.0148	0.0157	0.0059						
5	0.053	0.009	1.45	0.071	0.61	0.0125	0.0184	0.0079						
6	0.021	0.012	1.41	0.077	0.62	0.0051	0.0207	0.0079						
7	0.053	0.005	1.72	0.077	0.60	0.0044	0.0202	0.0077						
8	0.021	0.014	1.31	0.081	0.46	0.0113	0.0187	0.0068						
9	0.057	0.013	1.07	0.080	0.54	0.0126	0.0181	0.0070	0.10					
10	0.055	0.008	1.10	0.078	0.56	0.0051	0.0175	0.0079		0.005				
11	0.052	0.011	1.17	0.079	0.59	0.0082	0.0202	0.0056			0.41			
12	0.051	0.006	1.15	0.080	0.58	0.0121	0.0209	0.0066				0.36		
13	0.029	0.010	0.93	0.089	0.48	0.0118	0.0194	0.0053				0.10	0.23	
14	0.059	0.012	0.90	0.077	0.46	0.0110	0.0190	0.0057					0.11	0.28
15	0.055	0.005	0.98	0.076	0.50	0.0069	0.0208	0.0066						0.28
16	0.021	0.008	1.03	0.087	0.52	0.0078	0.0200	0.0078						0.23
17	0.031	0.010	0.90	0.088	0.48	0.0067	0.0158	0.0054						0.03
18	0.052	0.004	0.89	0.078	0.45	0.0071	0.0181	0.0073						0.0065
19	0.053	0.011	0.95	0.086	0.49	0.0120	0.0190	0.0073						0.0100
20	0.023	0.008	1.04	0.077	0.53	0.0135	0.0205	0.0079						0.038
21	0.039	0.002	1.09	0.061	0.55	0.0128	0.0151	0.0062						0.0018
22	0.051	0.008	1.05	0.076	0.54	0.0102	0.0208	0.0051						
23	0.053	0.008	1.11	0.083	0.57	0.0077	0.0162	0.0078						
24	0.029	0.010	0.98	0.088	0.50	0.0065	0.0184	0.0057						
25	0.053	0.004	1.13	0.080	0.57	0.0169	0.0109	0.0066						
26	0.051	0.011	1.04	0.077	0.53	0.0092	0.0160	0.0076						
27	0.065	0.005	0.67	0.087	0.46	0.0152	0.0165	0.0050						
28	0.064	0.010	0.75	0.082	0.52	0.0048	0.0161	0.0075						
29	0.111	0.010	1.03	0.071	0.53	0.0053	0.0200	0.0056						
30	0.055	0.014	1.12	0.080	0.57	0.0064	0.0162	0.0075						

発

明

例

表 10 (表 9 のつづき 1)

区 分	鋼	化学成分 (質量%)						製造時の 冷却速度 (°C/min)	圧延上り 温度 (°C)	TEM レプリカ MnS 密度 (個/mm ²)	BN 複合 析出率 (%)	VL1000 (m/min)	表面粗さ (μmRz)	切削抵抗(N)		切り屑 処理性	(1)式 計算値
		Zr	Mg	Te	Bi	Pb	Al							背分力	主分力		
1							0.002	100	1097	353565	20	145	6.7	65	390	○	0.09
2							0.004	72	1073	249998	15	149	5.4	73	342	○	0.06
3							0.004	64	1020	328542	29	142	7.0	86	358	○	0.13
4							0.003	55	1035	262595	25	148	4.1	64	383	○	0.14
5							0.003	47	1029	166778	16	149	8.9	87	385	○	0.19
6							0.002	34	1055	178854	29	133	8.4	72	352	○	0.23
7							0.002	37	1079	148887	12	142	7.4	71	332	○	0.16
8							0.001	92	1031	305248	28	140	7.9	67	339	○	0.07
9							0.004	66	1176	299171	18	131	5.2	84	331	○	0.05
10							0.004	14	1104	82353	22	136	5.9	90	350	○	0.06
11							0.005	37	1098	186895	16	141	8.8	80	368	○	0.29
12							0.002	28	1181	142954	28	140	4.6	83	342	○	0.16
13							0.002	82	1173	384851	27	144	4.5	72	381	○	0.21
14							0.005	88	1096	394447	20	132	4.4	62	336	○	0.17
15							0.003	97	1145	432218	18	141	5.0	67	367	○	0.05
16							0.003	67	1101	260532	26	139	4.4	72	380	○	0.01
17							0.001	39	1165	120677	22	143	6.7	62	342	○	0.19
18							0.003	77	1116	266822	12	137	4.2	78	355	○	0.05
19							0.002	87	1012	407007	21	135	5.8	69	377	○	0.02
20							0.002	86	1001	333280	11	148	6.1	73	346	○	0.01
21	0.0020						0.003	92	1153	366185	12	147	4.5	69	380	○	0.13
22		0.0038					0.002	54	1103	303000	23	138	5.3	69	367	○	0.26
23	0.0029	0.0026					0.006	82	1124	285444	24	147	4.3	62	379	○	0.08
24			0.0020				0.005	38	1129	243854	10	134	6.1	74	360	○	0.15
25					0.256		0.002	80	1018	365823	22	145	5.6	66	332	○	0.13
26						0.16	0.001	95	1199	309532	10	139	4.7	75	387	○	0.02
27							0.002	77	1131	255448	13	134	6.7	83	363	○	0.28
28							0.003	20	1173	146979	20	145	4.3	84	366	○	0.01
29							0.002	47	1089	260872	18	145	8.9	66	332	○	0.17
30							0.004	91	1133	281096	22	145	6.9	65	369	○	0.09

発 明 例

表 1 1 (表 9 の つづ き 2)

区 分	化 学 成 分 (質量%)																		
	C	Si	Mn	P	S	Total-N	Total-O	B	V	Nb	Cr	Mo	W	Ni	Cu	Su	Zn	Ti	Ca
31	0.116	0.003	1.37	0.073	0.55	0.0119	0.0208	0.0078											
32	0.077	0.004	1.39	0.070	0.56	0.0089	0.0168	0.0060											
33	0.071	0.007	1.32	0.084	0.46	0.0135	0.0154	0.0063											
34	0.102	0.013	1.36	0.088	0.48	0.0140	0.0177	0.0077											
35	0.054	0.003	1.59	0.073	0.56	0.0133	0.0163	0.0067											
36	0.056	0.007	1.57	0.075	0.55	0.0139	0.0183	0.0060											
37	0.159	0.011	0.74	0.084	0.51	0.0115	0.0194	0.0054											
38	0.176	0.004	0.73	0.072	0.50	0.0147	0.0167	0.0059											
39	0.177	0.014	0.97	0.071	0.49	0.0053	0.0177	0.0075											
40	0.182	0.004	1.04	0.080	0.53	0.0105	0.0166	0.0053											
41	0.150	0.004	1.29	0.073	0.49	0.0124	0.0189	0.0056											
42	0.199	0.012	1.42	0.087	0.57	0.0120	0.0174	0.0075											
43	0.189	0.015	1.30	0.073	0.45	0.0104	0.0160	0.0076											
44	0.165	0.010	1.33	0.080	0.46	0.0148	0.0209	0.0067											
45	0.171	0.007	1.34	0.077	0.47	0.0177	0.0156	0.0078											
46	0.191	0.009	1.56	0.089	0.55	0.0112	0.0153	0.0065											
47	0.051	0.008	1.03	0.086	0.51	0.0110	0.0050	0.0072									0.005		
48	0.031	0.003	1.03	0.078	0.52	0.0100	0.0185	0.0115										0.0020	
49	0.053	0.004	1.02	0.080	0.53	0.0103	0.0159	0.0078										0.0019	
50	0.084	0.008	1.01	0.082	0.52	0.0084	0.0040	0.0112											
51	0.065	0.006	1.01	0.081	0.46	0.0110	0.0152	0.0100											
52	0.057	0.008	1.03	0.080	0.53	0.0109	0.0156	0.0132											
53	0.049	0.008	1.05	0.082	0.50	0.0112	0.0125	0.0112											
54	0.079	0.010	0.99	0.072	0.47	0.0113	0.0145	0.0108											
55	0.082	0.008	1.34	0.080	0.67	0.0106	0.0121	0.0035											
56	0.064	0.010	1.12	0.079	0.50	0.0112	0.0134	0.0105									0.006		
57	0.055	0.010	1.15	0.074	0.49	0.0108	0.0127	0.0114											0.0015
58	0.070	0.010	1.20	0.071	0.51	0.0112	0.0184	0.0112											0.0018
59	0.076	0.009	0.81	0.077	0.30	0.0111	0.0147	0.0121											
60	0.081	0.008	1.34	0.079	0.64	0.0109	0.0156	0.0121											

発 明 例

表 1 2 (表 9 の つづ き 3)

区 分	鋼	化学成分 (質量%)						製造時の 冷却速度 (°C/min)	圧延上り 温度 (°C)	TEM レプリカ MnS 密度 (個/mm ²)	BN 複合 析出率 (%)	VL1000 (m/min)	表面粗さ (μmRz)	切削抵抗(N)		切り屑 処理性	(1)式 計算値
		Zr	Mg	Te	Bi	Pb	Al							背分力	主分力		
31							0.003	16	1057	86221	14	132	7.6	82	386	○	0.04
32							0.002	45	1120	142738	15	147	7.9	79	338	○	0.18
33							0.002	16	1017	61245	10	149	7.0	65	371	○	0.11
34							0.004	78	1110	272514	28	133	7.8	70	349	○	0.01
35					0.17		0.002	77	1168	262609	15	135	4.9	63	344	○	0.10
36						0.298	0.002	21	1106	81541	18	146	5.0	61	335	○	0.15
37							0.003	52	1100	194907	16	145	5.5	73	351	○	0.19
38							0.002	59	1085	301851	15	132	6.9	80	378	○	0.13
39							0.001	22	1191	125206	30	145	6.7	74	382	○	0.01
40							0.003	74	1125	262061	11	135	5.0	75	358	○	0.21
41							0.003	23	1036	108319	19	144	7.6	67	331	○	0.16
42							0.002	50	1163	170214	17	133	8.7	87	379	○	0.09
43							0.003	11	1171	50750	25	137	6.7	67	366	○	0.04
44							0.004	69	1098	234200	10	138	7.0	83	388	○	0.07
45					0.286		0.004	53	1095	289329	14	148	6.8	89	332	○	0.02
46						0.20	0.003	53	1089	186791	22	147	6.0	80	333	○	0.10
47							0.002	89	1011	416010	26	140	5.5	66	354	○	0.02
48	0.0018						0.001	85	1000	333350	13	144	6.2	72	344	○	0.35
49	0.0021						0.001	86	1003	353921	12	139	6.1	70	352	○	0.02
50	0.0010						0.003	20	1173	146542	22	145	4.5	84	366	○	0.29
51							0.002	78	1130	253458	21	145	4.0	81	352	○	0.13
52							0.001	79	1126	262337	20	140	4.1	82	362	○	0.77
53							0.001	65	1002	189562	20	140	4.1	82	345	○	0.28
54							0.001	82	1121	252563	21	135	4.4	84	361	○	0.23
55							0.001	54	1056	164512	20	140	4.1	81	361	○	1.02
56							0.001	77	1096	132654	17	135	5.1	82	375	○	0.17
57	0.0012						0.001	78	1059	192563	14	135	5.6	84	375	○	0.32
58	0.0014						0.001	62	1100	189562	15	135	5.7	81	352	○	0.29
59	0.0011						0.001	50	1058	123654	16	140	4.9	86	362	○	1.11
60							0.001	51	1123	165842	14	135	5.2	83	374	○	0.78

発 明 例

表 1 3 (表 9 の つづ き 4)

区 分	化 学 成 分 (質量%)													
	C	Si	Mn	P	S	Total-N	Total-O	B	V	Nb	Cr	Mo	W	Ni
発 明 例	61	0.060	0.008	1.45	0.080	0.65	0.0132	0.0050						
	62	0.061	0.011	0.75	0.076	0.33	0.0112	0.0110						
	63	0.068	0.008	1.51	0.081	0.58	0.0132	0.0156						
	64	0.072	0.009	0.71	0.072	0.30	0.0122	0.0125						
	65	0.082	0.008	0.88	0.077	0.34	0.0118	0.0135						
比 較 例	66	0.081	0.003	0.93	0.077	0.31	0.0099	0.0170						
	67	0.072	0.010	0.75	0.076	0.24	0.0069	0.0184						
	68	0.097	0.017	0.90	0.072	0.30	0.0095	0.0175						
	69	0.067	0.006	0.92	0.077	0.30	0.0142	0.0168						
	70	0.069	0.011	0.84	0.088	0.28	0.0130	0.0177						
	71	0.089	0.012	0.37	0.070	0.12	0.0103	0.0191						
	72	0.092	0.019	0.31	0.079	0.11	0.0166	0.0174						
	73	0.096	0.014	0.40	0.089	0.13	0.0173	0.0177						
	74	0.064	0.035	0.94	0.070	0.01	0.0133	0.0158						
	75	0.079	0.036	0.50	0.071	0.17	0.0126	0.0178						
	76	0.090	0.012	0.34	0.081	0.12	0.0167	0.0183						
	77	0.089	0.015	0.98	0.073	0.32	0.0134	0.0205						

表 1 4 (表 9 の つづ き 5)

区 分	鋼	化学成分 (質量%)						製造時の 冷却速度 (°C/min)	圧延上り 温度 (°C)	TEM レプリカ MnS 密度 (個/mm ²)	BN 複合 析出率 (%)	VL1000 (m/min)	表面粗さ (μmRz)	切削抵抗 (N)		切り屑 処理性	(1) 式 計算値
		Zr	Mg	Te	Bi	Pb	Al							背分力	主分力		
発 明 例	61						0.002	71	1005	212365	16	140	5.0	81	366	○	0.61
	62						0.001	70	1022	196354	14	140	6.2	86	379	○	0.71
	63						0.002	56	1006	156235	20	145	5.1	82	354	○	0.35
	64						0.001	69	1215	142562	19	140	4.9	83	362	○	0.89
	65						0.001	72	1231	212365	17	135	5.1	85	374	○	0.79
比 較 例	66						0.004	6	865	232	0	92	17.7	173	451	×	2.36
	67						0.004	7	820	194	0	95	19.4	169	512	×	2.82
	68						0.002	5	784	214	0	66	18.2	188	452	○	2.45
	69						0.001	2	831	53	0	83	15.5	201	466	○	2.41
	70						0.002	5	814	192	0	99	15.4	217	497	×	2.54
	71						0.001	8	763	227	0	73	18.7	210	454	×	4.03
	72						0.003	4	799	161	0	79	18.5	155	524	○	4.24
	73						0.004	3	821	141	0	66	19.9	189	464	○	3.95
	74						0.002	8	844	207	0	75	17.8	152	500	×	4.39
	75						0.001	2	774	57	0	93	16.9	209	481	×	3.02
	76						0.003	6	891	180	1	93	17.9	217	486	○	3.07
	77						0.004	6	827	154	1	83	15.3	199	523	○	1.10

産業上の利用可能性

以上説明したように、本発明は切削時の工具寿命と切削表面粗さ、および切り屑処理性に優れた特性を有するため自動車用部材、一般機械用部材に用いることが可能となる。

請 求 の 範 囲

1. 質量%で、C : 0.005 ~ 0.2%、
Si : 0.001 ~ 0.5%、
Mn : 0.2 ~ 3.0%、
P : 0.001 ~ 0.2%、
S : 0.03 ~ 1.0%、
T.N : 0.002 ~ 0.02%、
T.O : 0.0005 ~ 0.035%、

残部 Fe および不可避的不純物からなる鋼で、鋼中 Mn / S を 1.2 ~ 2.8、または鋼のマイクロ組織において粒径 $1\ \mu\text{m}$ を超えるパーライトの面積率が 5% 以下のいずれか、または両方を満足し、さらに鋼の表面粗さ $R_z : 11\ \mu\text{m}$ 以下としたことを特徴とする被削性に優れた鋼。

2. 質量%で、C : 0.005% ~ 0.2%、Mn : 0.3 ~ 3.0%、S : 0.1 ~ 1.0% を含み、抽出レプリカにて採取した透過電子顕微鏡で観察する MnS に関し、鋼材の圧延方向と平行な断面において円相当径にて $0.1 \sim 0.5\ \mu\text{m}$ のものの存在密度が $10,000\ \text{個}/\text{mm}^2$ 以上にし、さらに鋼の切削表面粗さ $R_z : 11\ \mu\text{m}$ 以下となることを特徴とする被削性に優れた鋼。

3. 請求項 1 または 2 記載の鋼において、更に、B : 0.0005 ~ 0.05 質量% を含有することを特徴とする被削性に優れた鋼。

4. 請求項 1 記載の鋼において、抽出レプリカにて採取した透過電子顕微鏡で観察する MnS に関し、鋼材の圧延方向と平行な断面において円相当径にて $0.1 \sim 0.5\ \mu\text{m}$ のものの存在密度が $10,000\ \text{個}/\text{mm}^2$ 以上であることを特徴とする被削性に優れた鋼。

5. 請求項1記載の鋼において、更にS量を0.25～0.75質量%、B量を0.002～0.014質量%に規制し、かつSとB含有量が下記1式を満足する図4に示すA、B、C、Dで囲まれる領域内にあるSおよびB量を含有し、かつMnS中にBNが析出した硫化物を含むことを特徴とする被削性に優れた鋼。

$$(B - 0.008)^2 / 0.006^2 + (S - 0.5)^2 / 0.25^2 \leq 1 \quad \cdots 1 \text{式}$$

6. 請求項1または2に記載の鋼が、更に、質量%で、

V : 0.05～1.0%、
Nb : 0.005～0.2%、
Cr : 0.01～2.0%、
Mo : 0.05～1.0%、
W : 0.05～1.0%、
Ni : 0.05～2.0%、
Cu : 0.01～2.0%、
Sn : 0.005～2.0%、
Zn : 0.0005～0.5%、
Ti : 0.0005～0.1%、
Ca : 0.0002～0.005%、
Zr : 0.0005～0.1%、
Mg : 0.0003～0.005%、
Te : 0.0003～0.05%、
Bi : 0.005～0.5%、
Pb : 0.01～0.5%、
Al : ≤ 0.015%、

の1種または2種以上を含有することを特徴とする被削性に優れた鋼。

7. 請求項1～3のいずれかの項に記載の鋼の製造方法であって

、請求項 1 記載の鋼成分を有する溶鋼を鑄造後 10～100℃/分の冷却速度で冷却し、熱間圧延後の冷却を A₃ 点から 550℃までの範囲を 0.5℃/秒以上の冷却速度で冷却することを特徴とする被削性に優れた鋼の製造方法。

8. 請求項 4 または 5 記載の鋼の製造方法であって、請求項 2 記載の鋼成分を有する溶鋼を鑄造後 10～100℃/分の冷却速度で冷却後、熱間圧延の仕上げ温度を 1,000℃以上に規制し、熱間圧延後の冷却を A₃ 点から 550℃までの範囲を 0.5℃/秒以上の冷却速度で冷却することを特徴とする被削性に優れた鋼の製造方法。

9. 請求項 1～6 の何れかの項に記載の鋼の製造方法であって、熱間圧延後の冷却に引き続き、更に硬度調整のための加熱温度を 750℃以下に規制することを特徴とする被削性に優れた鋼の製造方法。

10. 請求項 7～9 の何れかの項に記載の鋼の製造方法であって、前記鋼が、更に、質量%で、

V : 0.05～1.0%、

Nb : 0.005～0.2%、

Cr : 0.01～2.0%、

Mo : 0.05～1.0%、

W : 0.05～1.0%、

Ni : 0.05～2.0%、

Cu : 0.01～2.0%、

Sn : 0.005～2.0%、

Zn : 0.0005～0.5%、

Ti : 0.0005～0.1%、

Ca : 0.0002～0.005%、

Z r : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 1 %、

M g : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 0 5 %、

T e : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 5 %、

B i : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 5 %、

P b : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 %、

A l : \leq 0 . 0 1 5 %、

の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする被削性に優れた
鋼。

Fig.1

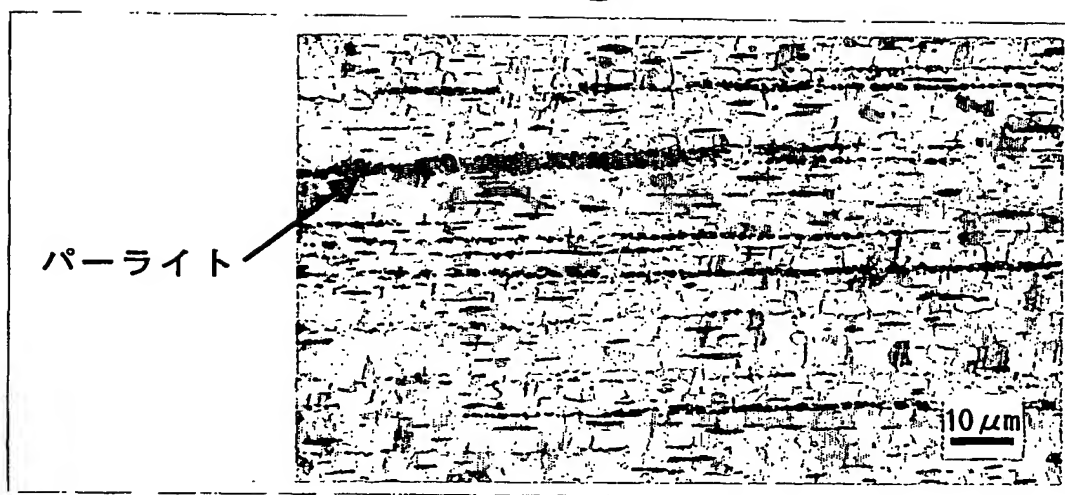


Fig.2(b)

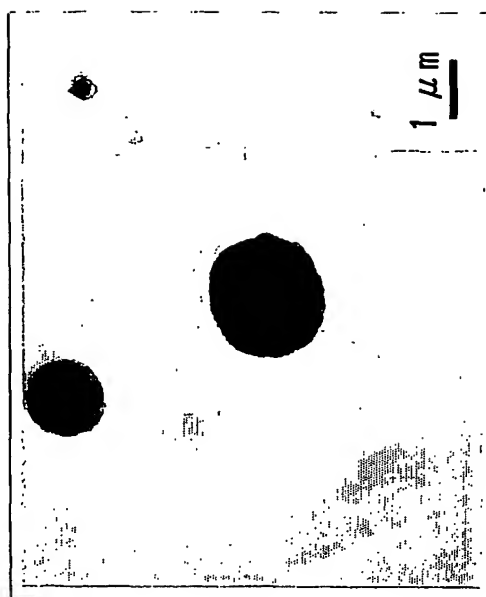


Fig.2(a)



Fig.3

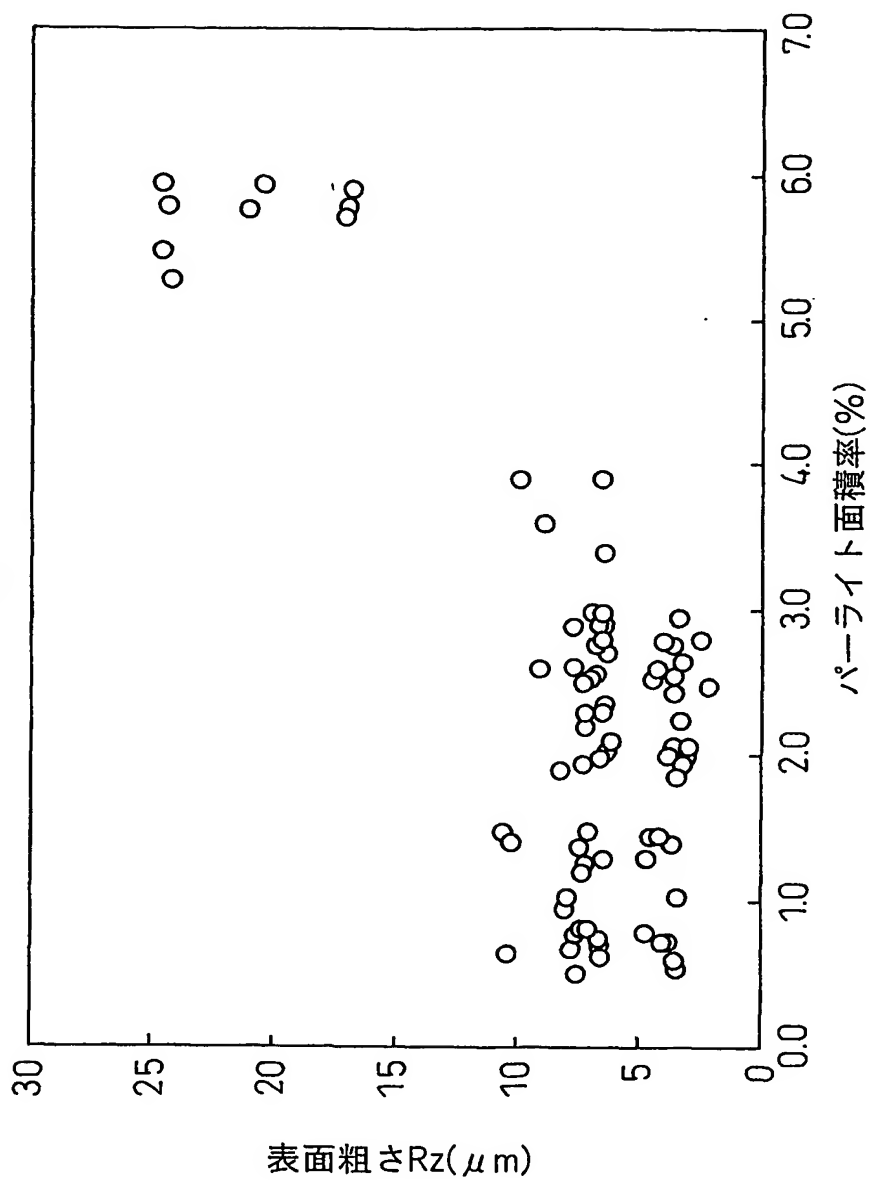


Fig.4

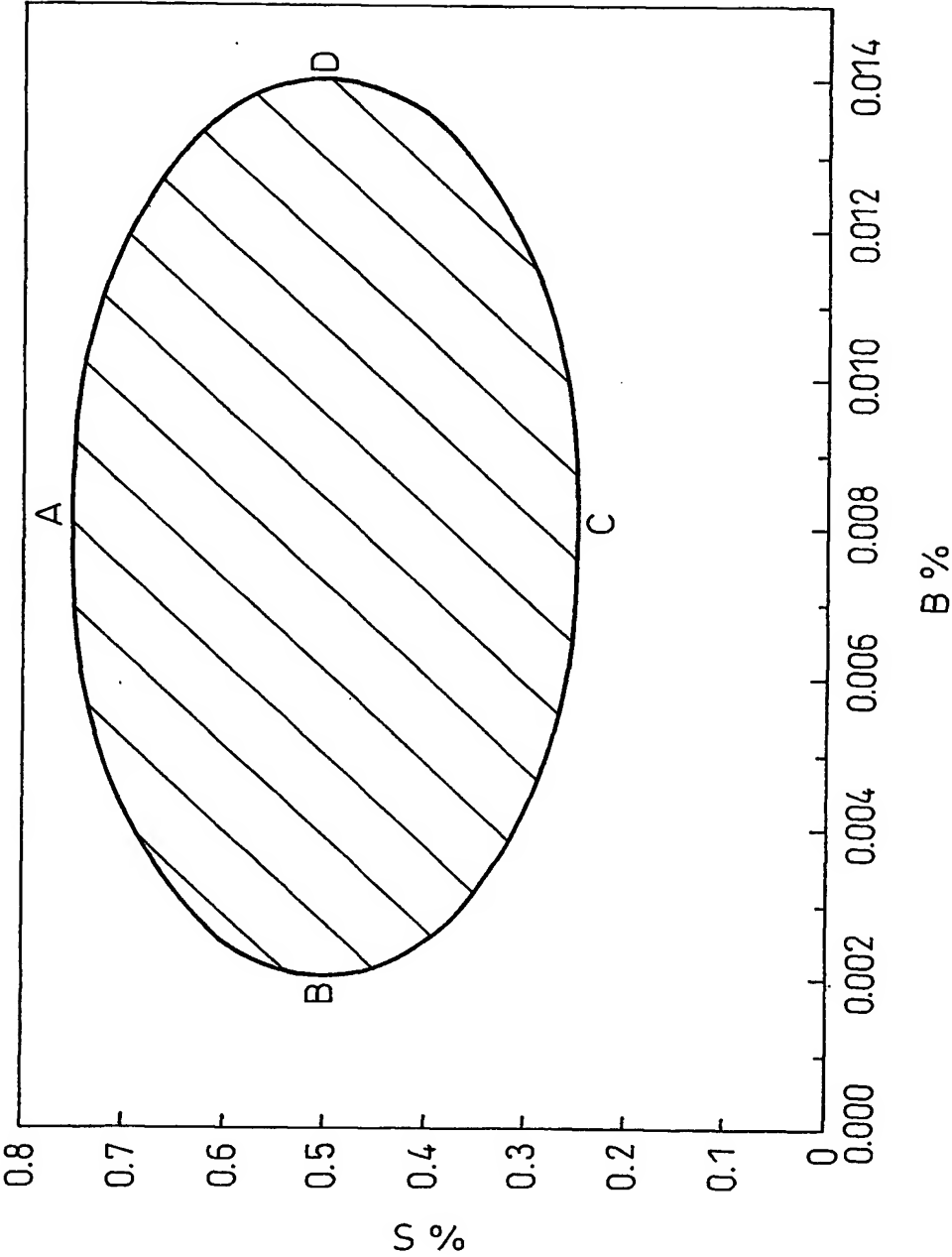


Fig.5

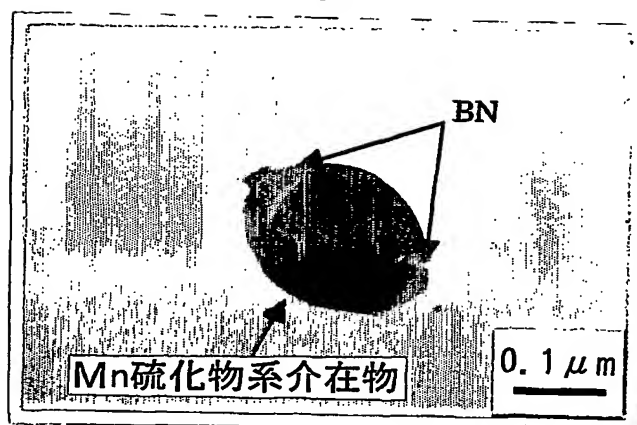


Fig.6

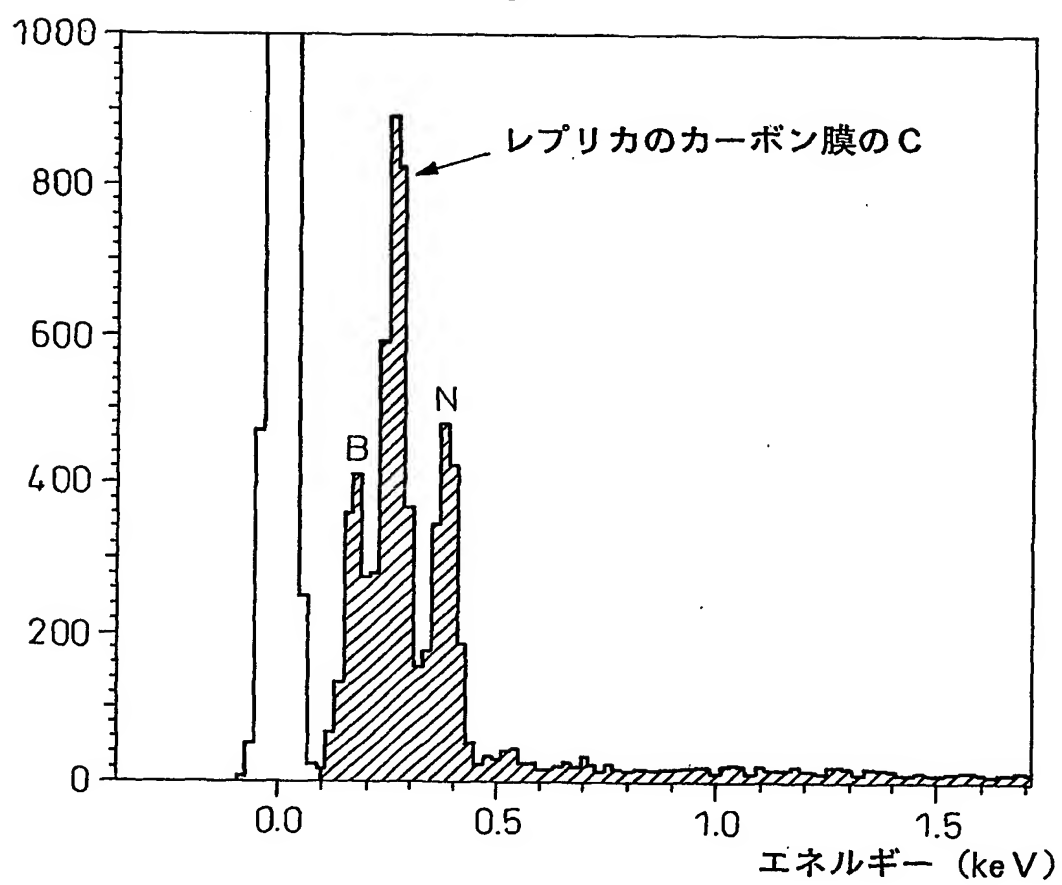


Fig.7(a)

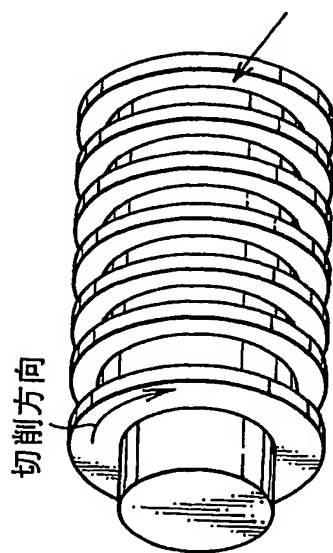
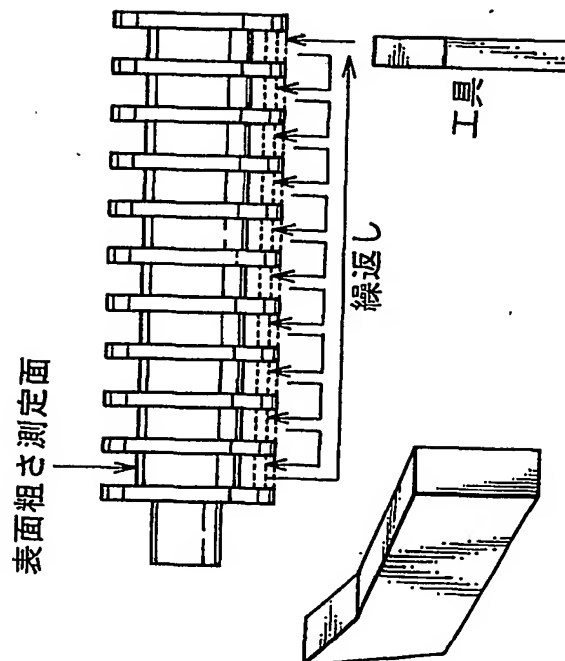


Fig.7(b)



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP03/14547

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C38/00

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C38/00

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2004	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X A	JP 7-252588 A (Nippon Steel Corp.), 03 October, 1995 (03.10.95), Table 1, No.5 on table 2 (Family: none)	6 1-5, 7-10
P, A	JP 2003-201537 A (Sanyo Special Steel Co., Ltd.), 18 July, 2003 (18.07.03), (Family: none)	1-10
A	JP 2-228447 A (Nippon Steel Corp.), 11 September, 1990 (11.09.90), (Family: none)	1-10
E, A	JP 2004-18925 A (Nippon Steel Corp.), 22 January, 2004 (22.01.04), (Family: none)	1-10

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier document but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T"

later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X"

document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y"

document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&"

document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
12 February, 2004 (12.02.04)Date of mailing of the international search report
24 February, 2004 (24.02.04)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C 2 2 C 3 8 / 0 0

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl⁷ C 2 2 C 3 8 / 0 0

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年

日本国公開実用新案公報 1971-2004年

日本国登録実用新案公報 1994-2004年

日本国実用新案登録公報 1996-2004年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	J P 7-252588 A (新日本製鐵株式会社) 1995. 10. 03, 表1及び表2のNo. 5 (ファミリーなし)	6
A		1-5, 7-10
PA	J P 2003-201537 A (山陽特殊製鋼株式会社) 2003. 07. 18 (ファミリーなし)	1-10

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)

「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

12. 02. 2004

国際調査報告の発送日

24. 2. 2004

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

木村 孔一

4 K

8 3 1 5

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) .

引用文献の
カテゴリー＊

引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示

関連する
請求の範囲の番号

A

JP 2-228447 A (新日本製鐵株式会社) 1990. 09. 11 (ファミリーなし)

1-10

EA

JP 2004-18925 A (新日本製鐵株式会社) 200
4.01.22 (ファミリーなし)

1-10

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☒ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☒ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☒ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.